



# Durée de vie d'un composite en fatigue statique sous un gradient de contrainte et de température = Composite lifetime, in static fatigue, under non-uniform stress and temperature fields

Olivier de Melo-Loseille, Jacques Lamon

## ► To cite this version:

Olivier de Melo-Loseille, Jacques Lamon. Durée de vie d'un composite en fatigue statique sous un gradient de contrainte et de température = Composite lifetime, in static fatigue, under non-uniform stress and temperature fields. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00388962

**HAL Id: hal-00388962**

**<https://hal.science/hal-00388962>**

Submitted on 11 Jun 2009

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# Durée de vie d'un composite en fatigue statique sous un gradient de contrainte et de température

## *Composite lifetime, in static fatigue, under non-uniform stress and temperature fields*

Olivier De Melo<sup>1</sup> – Loseille, Jacques Lamon<sup>2</sup>

1, 2 : Université de Bordeaux/CNRS  
Laboratoire des Composites Thermostructuraux  
3, Allée de La Boétie  
33600 Pessac  
lamon@lcts.u-bordeaux1.fr

### Résumé

Un modèle mécanique est proposé pour le calcul de la durée de vie du composite dans des conditions où champs de température et de contrainte sont non uniformes. Le modèle prend en compte le phénomène de cicatrisation matricielle et les 3 principaux processus d'endommagement en fatigue, identifiés par fractographie M.E.B : fissuration lente des fibres, rupture fragile locale de fibre et rupture par paquet de fibres [1, 2, 3]. Il s'agit d'un modèle multi-échelle fondé sur la rupture des fibres et des fils. Le modèle est confronté à des résultats expérimentaux obtenus en fatigue à 800 °C pour un composite SiC/SiC.

L'aboutissement du modèle est double. D'une part, il conduit à l'établissement d'une distribution spatiale des durées de vie, en fatigue statique, au sein de la pièce ou de l'éprouvette. Cette loi permet de localiser les zones critiques où la durée de vie est minimale, et de prévoir la durée de vie en fonction de la géométrie. D'autre part, ce modèle permet la définition d'une géométrie en fonction d'une distribution spatiale fixée de durée de vie.

### Abstract

The present paper proposes a model for the prediction of composite lifetime under non uniform temperature and stress conditions. The model integrates crack healing activated by temperature and environment, and the damage mechanisms that control delayed failure. This multi-scale model is based on the delayed failure of single filaments and multi-filament tows. Predictions were compared to experimental stress-rupture time data on 2D woven SiC/SiC composite subjected to static fatigue tests at 800 °C.

Then, the distribution of stress-rupture time values in thin test specimen was established.

This distribution is useful to identify the critical spots which are determined by minimum lifetime. It also allows investigation of the influence of component or specimen geometry on lifetime. Finally, it is shown that the model permits design of test specimen with respect to a specified distribution of rupture times

**Mots Clés :** distribution spatiale, durée de vie, fissuration sous critique, cicatrisation matricielle.

**Keywords :** spatial distribution, lifetime, slow crack growth, self-repairing matrix.

## 1. Introduction

Par leurs caractéristiques mécaniques élevées à haute température, les composites à matrice céramique (C.M.C) sont des matériaux intéressants pour de nombreux domaines comme l'aéronautique, l'aérospatial et l'énergie. En particulier, les SiC/SiC à renfort tissé et fibres et matrice SiC, présentent des caractéristiques thermiques et mécaniques élevées. La maîtrise de leur durée de vie en fonction des conditions de service (température, contrainte, environnement,...) constitue un enjeu primordial pour la détermination des échéances de maintenance et de contrôle.

Actuellement, la durée de vie du matériau est déterminée par des essais de fatigue statique sous conditions de champs de température et de contrainte uniformes. Or, la plupart des chargements macroscopiques des pièces en composite, engendrent un gradient de contrainte et un gradient thermique. Pour prévoir la durée de vie de pièces en composite et optimiser leur géométrie, il est indispensable de localiser les zones critiques, où la durée de vie du composite atteint un minimum.

Les C.M.C renforcés par les fibres de carbure de silicium sont sensibles à la rupture différée aux températures intermédiaires (500°C - 800°C). Leur durée de vie en traction est dictée par les torons longitudinaux dont la cinétique d'endommagement est régie par la fissuration sous critique de fibres.

Les travaux antérieurs sur fils [4] et monofilaments [5] ont montré que la fissuration sous critique est due à la conjonction de 2 phénomènes principaux : la présence de défauts dans les fibres qui constituent des sites préférentiels pour amorcer l'oxydation et la présence d'oxygène qui entretient la croissance lente des défauts. L'identification des modes d'endommagement du composite [1, 6, 7, 8] et des effets de structure permettent de transposer le phénomène de croissance lente de défauts de l'échelle de la fibre à l'échelle du composite. Cet article propose un modèle multi-échelle de rupture différée en fatigue pour un composite. Le transfert d'échelle est décrit par un modèle mécanique, fondé sur la croissance lente des défauts sous l'effet du dommage et de l'environnement. Dans les conditions de service, le composite est soumis à un gradient de température et de contrainte qui active la cicatrization matricielle dans certaines zones de la pièce. Ce phénomène, qui limite l'effet de l'environnement sur la croissance des défauts dans les fibres, est considéré comme un mécanisme retardateur du dommage dans le modèle.

Le modèle permet de déterminer la distribution spatiale des durées de vie du composite en fatigue statique. Une géométrie est également calculée à partir d'une distribution spatiale fixée des durées de vie.

## 2. Expérience

### 2.1. Essais de fatigue statique sur composite

#### Matériau

Le composite étudié est un SiC/SiC (fabriqué par Snecma Propulsion Solide), à renfort tissés, constitué de fibres SiC Hi-Nicalon (Nippon Carbon Co., Japon) et d'une matrice SiC multi-couche. Les échantillons employés pour les essais de fatigue statique en tension, représentés (Fig. 1), sont d'épaisseur constante (4 mm). La zone utile contient 150 torons longitudinaux, constitués de 500 fibres chacun (Fig. 2).

#### Procédure expérimentale

Les essais de fatigue statique sont réalisés à force constante, à 800°C, sur des machines de traction hydrauliques (Fig. 3). Au cours de l'essai, une acquisition numérique enregistre le temps, la déformation, la force appliquée et la température.

La force appliquée sur l'éprouvette est donnée par une cellule de force. La température  $T$  est mesurée par un thermocouple placé dans le four, au milieu de la longueur de jauge (Fig. 3).

La déformation est mesurée par un extensomètre dont la longueur de jauge vaut 25 mm. Elle permet de suivre l'évolution du module d'Young grâce à un cycle de décharge-recharge toutes les 10 heures. Au sein du four, la zone utile est soumise à une température uniforme de 800°C (Fig. 1). Le profil de température des fours est connu ce qui permet de déterminer la température au point de rupture.

Le lancement d'un essai est systématiquement précédé d'une phase de stabilisation thermique. Cette étape est primordiale pour assurer une bonne reproductibilité des conditions expérimentales. L'éprouvette est placée dans le four à 800°C et serrée dans les mors sans effort de traction. Lorsque la température d'essai est atteinte, l'effort de traction est appliqué sur l'éprouvette (vitesse d'application constante).

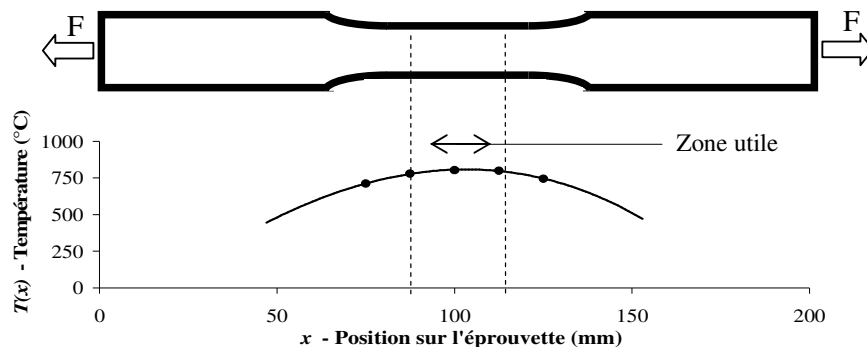


Fig. 1. Géométrie de l'éprouvette en composite et gradient thermique

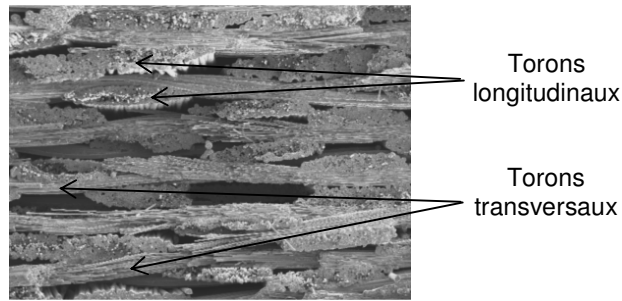


Fig. 2. Micrographie montrant la structure du composite SiC/SiC

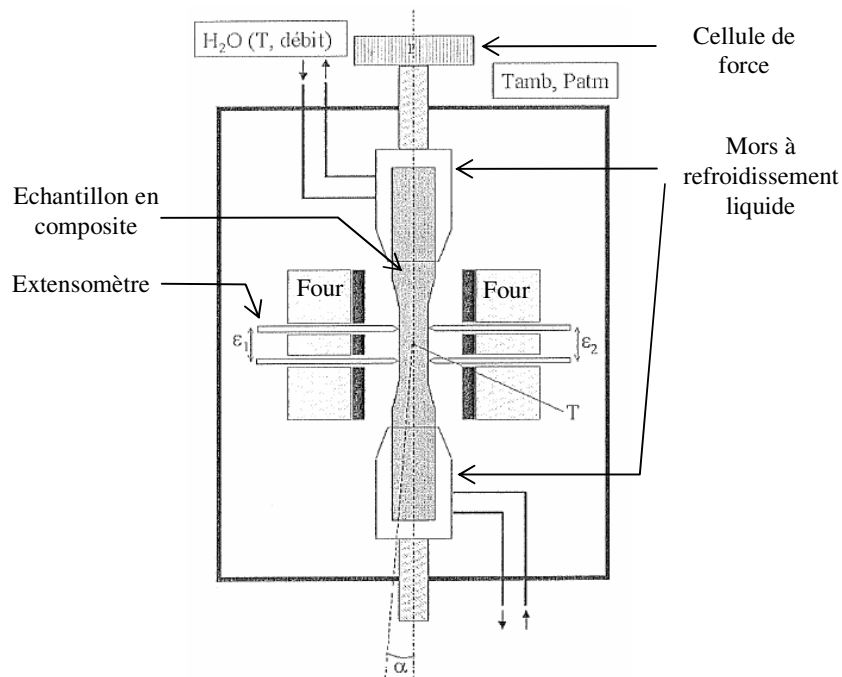


Fig. 3. Dispositif expérimental des essais de fatigue statique

### 3. Modèle multi-échelle de durée de vie en fatigue statique

Le modèle de durée de vie du composite prend en compte les ruptures de fibres induites par surcharge après rupture par fissuration sous critique (essai à charge constante) et la cicatrisation des fissures matricielles par la formation de verre  $B_2O_3$  qui limite l'accès de l'oxygène.

#### 3.1. Modélisation de la fissuration sous critique : durée de vie des fibres longitudinales

Dans le composite, la matrice protège les fibres de l'oxygène. La fissuration sous critique ne concerne qu'une faible partition  $\Omega$  de l'ensemble  $\Sigma$  des fibres contenues dans le toron longitudinal le plus faible (Fig.4).

Cependant, elle est le mécanisme pilote et son impact est double car elle amorce successivement :

- la diminution stable de la contrainte de rupture de chaque fibre de  $\Omega$ , subissant la propagation lente d'un défaut;
- le report d'effort après la rupture de fibres par fissuration sous critique.

La croissance lente de défauts est activée par un couplage mécano-chimique de la contrainte appliquée et de la réaction d'oxydation en fond de fissure [4, 5]. Ce phénomène, décrit par la loi de Paris (eq. 1) pour chaque fibre  $i$  de  $\Omega$ , induit des phases d'endommagement stable. Ne sont rappelés ici que les principales étapes du modèle de fissuration pour une fibre. Les détails sont présentés dans [5].

$$v = \frac{da}{dt} = A_1 K_I^n \quad (\text{eq. 1})$$

$v$  vitesse de fissuration,  $a$  longueur de fissure dans la fibre,  $t$  temps,  $A_1$  et  $n$  constantes,  $K_I$  facteur d'intensité de contrainte.

La relation d'Irwin (eq. 2) relie la taille de fissure au facteur d'intensité de contrainte et (eq. 1) devient (eq. 3).

$$K_I = \sigma_f \cdot Y \cdot \sqrt{a} \quad (\text{eq. 2})$$

$\sigma_f$  contrainte supportée par la fibre,  $Y$  facteur géométrique.

La durée de vie d'une fibre  $t_{\text{fibre}}$  qui subit la fissuration sous critique (fibre de l'ensemble  $\Omega$ ) est donnée par (eq. 3).

$$t_{\text{fibre}} = \int_{a(t=0)}^{a(t)} \frac{da}{v} = \frac{2}{\sigma_f^n \cdot A_1 \cdot (n-2)} \left( \frac{Y}{K_{IC}} \right)^{n-2} \left[ \sigma_r(t=0)^{n-2} - \sigma_f^{n-2} \right] \quad (\text{eq. 3})$$

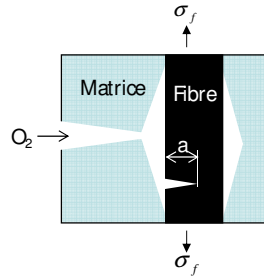


Fig. 4. Schématisation de la croissance de défauts activée par l'environnement

### 3.2. Durée de vie du composite et changement d'échelle : de la fibre au composite

Certaines fibres cassent à cause de la fissuration sous critique, d'autres en raison d'une surcharge provoquée par un report d'effort. Ces 2 phénomènes sont responsables de l'augmentation de la fraction de fibres longitudinales rompues,  $\alpha$  (eq. 4), au cours de la fatigue. La rupture d'une fibre  $i$  se produit lorsque sa contrainte qu'elle supporte  $\sigma_{fi}$  atteint sa contrainte de rupture  $\sigma_{ri}$ , sous l'effet d'une recharge  $\Delta\sigma_{fi}$  causée par la rupture de fibres voisines par fissuration sous critique (eq. 5).

La durée de vie du composite est la durée de vie du toron le plus faible. Elle correspond au temps  $t_r$  (eq. 6) au terme duquel, dans le toron le plus faible,  $\alpha$  atteint  $\alpha_c = 12\%$  [4, 5].  $\alpha_c$  est la fraction critique sur l'ensemble  $\Sigma$ . D'après la relation phénoménologique (eq. 7),  $\alpha_c$  est induite par une fraction critique  $\varphi_c$  de fibres rompues par fissuration sous critique sur  $\Omega$ . La durée de vie du composite est donc le temps au terme duquel  $\varphi$  atteint  $\varphi_c = 4\%$  [5, 11] sur  $\Omega$  (eq. 8). Se limiter à l'ensemble  $\Omega$  présente l'avantage de considérer implicitement le phénomène de report de charge et d'éviter les difficultés numériques qu'il soulève. La durée de vie du composite est alors donnée par (eq. 9).

$$\alpha = \frac{N(\sigma_{ri}(t) = 0)}{N} = \frac{N_{FS} + N_{RE}}{N} = \varphi + \rho \quad (\text{eq. 4})$$

$$\sigma_{fi}(t) + \Delta\sigma_{fi} \geq \sigma_{ri}(t) \rightarrow \text{rupture de la fibre } i \rightarrow \sigma_{ri}(t) = 0 \rightarrow \alpha(t + \Delta t) = \alpha(t) + \Delta\alpha \quad (\text{eq. 5})$$

$$t_r = t(\alpha = \alpha_c = 12\%)|_{\Sigma} \quad (\text{eq. 6})$$

$$\varphi = \varphi_c|_{\Omega} \rightarrow \rho = \rho_c|_{\Sigma} \rightarrow \alpha = \alpha_c|_{\Sigma} \rightarrow \alpha_c|_{\Sigma} = \varphi_c|_{\Omega} + \rho_c|_{\Sigma} \quad (\text{eq. 7})$$

$$t_r = t(\varphi = \varphi_c = 4\%)|_{\Omega} \quad (\text{eq. 8})$$

$N$  nombre de fibres contenues dans un toron,  $N(\sigma_{ri}(t) = 0)$  nombre de fibres rompues dans le toron le plus faible,  $N_{FS}$  nombre de fibres rompues sur  $\Omega$  par fissuration sous critique,  $N_{RE}$  nombre de fibres rompues sur  $\Sigma$  sous l'effet de

report d'effort,  $\varphi$  fraction de fibres rompues sur  $\Omega$  par fissuration sous critique,  $\rho$  fraction de fibres rompues sur  $\Sigma$  sous l'effet des reports de charge.

$$t_r = \frac{2}{\sigma_f^n \cdot A_1 \cdot (n-2)} \left( \frac{Y}{K_{IC}} \right)^{n-2} \left[ \sigma_r(t=0)^{n-2} \Big|_{\varphi=\varphi_c} - \sigma_f^{n-2} \right] \quad (\text{eq. 9})$$

### 3.3. Variation spatiale des données d'entrée du modèle

#### 3.3.1 Contrainte appliquée

Pour l'état de déformation étudié  $\varepsilon < 0,2-0,3\%$ , la matrice est multifissurée et ne reprend quasiment pas d'effort (eq. 10). La contrainte sur fibre est considérée constante entre les fibres de  $\Sigma$  et varie en fonction de la position  $x$  (eq. 11).

$$\sigma_c(x) = V_f \cdot \sigma_f(x) + V_m \cdot \sigma_m(x) \approx V_f \cdot \sigma_f(x) \quad (\text{eq. 10})$$

$$\sigma_f(x) = \frac{\sigma_c(x)}{V_f} = \frac{F_c}{V_f \cdot S_c(x)} \quad (\text{eq. 11})$$

$\sigma_c(x)$  contrainte sur composite,  $V_f$  fraction de fibres longitudinales du composite,  $\sigma_f(x)$  contrainte sur fibres,  $V_m$  fraction de matrice du composite,  $\sigma_m(x)$  contrainte dans la matrice,  $F_c$  force appliquée au composite,  $S_c(x)$  section de composite.

#### 3.3.2 Contrainte de rupture initiale des fibres longitudinales

La contrainte de rupture initiale  $\sigma_r(t=0)$  des fibres de  $\Sigma$ , est une variable aléatoire qui suit une loi de Weibull  $W$  définie par (eq. 12) et identifiée par [5]. La rupture du toron le plus faible, qui définit la durée de vie du composite, se produit quand (eq. 13) est vérifiée.

$$\sigma_r(t=0) = \sigma_o \cdot \left[ \ln\left(\frac{1}{1-p}\right) \right]^{\frac{1}{m_f}} \quad (\text{eq. 12})$$

$$\varphi = p = \frac{i-0,5}{N} \quad (\text{eq. 13})$$

$\sigma_o$  et  $m_f$  constantes liées aux fibres,  $i$  rang de la fibre,  $p$  probabilité de rupture de la fibre  $i$ ,  $N$  nombre de fibres contenues dans le toron le plus faible et classées par contrainte de rupture croissante.

#### 3.3.3 Paramètres de fissuration sous critique des fibres et cicatrisation matricielle

Le terme  $A_1$  (eq. 14) est construit avec une loi d'Arrhenius [4] pour introduire l'activation de la fissuration sous critique par l'environnement, en fonction de la température. La matrice limite l'accès de l'oxygène vers les défauts de fibres et agit comme un retardateur de la fissuration sous critique. Pour les températures supérieures à 600°C, la formation de verres  $B_2O_3$  cicatrise les fissures matricielles ce qui amplifie l'effet retard. Cet effet retard est pris en compte par le paramètre  $\pi$  (eq. 14), identifié à partir des essais de fatigue sur composite et sur minicomposites.  $\pi$  suit une fonction exponentielle identifiée à partir des essais de fatigue sur fils et composite (eq. 15).  $\pi$  dépend à la fois de la température, qui pilote la formation de verre, et de la contrainte qui fixe la densité et l'ouverture des fissures matricielles.

$$A_1(x) = A_0 \cdot e^{\frac{Ea}{R \cdot T(x)} - \pi(x)} \quad (\text{eq. 14})$$

$$\pi(x) = \pi_{B_2O_3}(x) + \pi_{matrice} = \pi(T(x), \sigma(x)) = e^{ax+b} \quad (\text{eq. 15})$$

Lorsque le temps  $t_{cic}$  de cicatrisation de la fissure par  $B_2O_3$ , est supérieur à la durée de vie des fibres subissant la fissuration sous critique (fibres  $\in \Omega$ ), la cicatrisation n'est pas effective.

$$t_{fibre}(\sigma(x), T(x)) \leq t_{cic}(\sigma(x), T(x)) \rightarrow \pi_{B_2O_3}(x) = 0 \rightarrow \pi(x) = \pi_{matrice}$$

Lorsque le temps  $t_{cic}$  de cicatrisation de la fissure par  $B_2O_3$ , est inférieur à la durée de vie des fibres subissant la fissuration sous critique (fibres  $\in \Omega$ ), la cicatrisation est effective.

$$t_{fibre}(\sigma(x), T(x)) > t_{cic}(\sigma(x), T(x)) \rightarrow \pi_{B_2O_3}(x) \neq 0 \rightarrow \pi(x) = \pi_{B_2O_3}(x) + \pi_{matrice}$$

$t_{cic}$  est calculé par de modèle de [10] qui décrit la cinétique chimique du  $B_2O_3$  (eq. 16).

$$t_{cic} = \frac{k'_p}{2 \cdot k'_l} \cdot \left( -\frac{2 \cdot k'_l \cdot e}{k'_p} - \ln \left( 1 - \frac{2 \cdot k'_l \cdot e}{k'_p} \right) \right) \quad (\text{eq. 16})$$

$t_{cic}$  temps nécessaire à la formation d'une couche d'épaisseur  $s$  de  $B_2O_3$  (Tab. 1),  $k'_l$  constante de volatilisation du  $B_2O_3$  ( $\mu\text{m/h}$ ),  $k'_p$  constante parabolique ( $\mu\text{m}^2/\text{h}$ ).

En injectant (eq. 11), (eq. 12), (eq. 13), (eq. 14) dans (eq. 9), la durée de vie du composite en fatigue est donnée par (eq. 17). La valeur des paramètres est donné par (Tab. 1).

$$t_r(x) = \frac{2}{\sigma_f(x)^n \cdot A_1(x) \cdot (n-2)} \left( \frac{Y}{K_{IC}} \right)^{n-2} \left[ \left( \sigma_o \cdot \left[ \ln \left( \frac{1}{1-\phi_c} \right) \right]^{\frac{1}{m_f}} \right)^{n-2} - \sigma_f(x)^{n-2} \right] \quad (\text{eq. 17})$$

Un autre formalisme de (eq. 17) est donnée par (eq. 18). La durée de vie du composite se définit alors comme un opérateur  $\Theta$  entre la température et la contrainte, ce qui démontre que  $t_r(x)$  dépend du couple  $(\sigma(x), T(x))$ .

$$t_r(x) = \sigma_f(x) \Theta T(x) \quad (\text{eq. 18})$$

Paramètre	Valeur	Paramètre	Valeur	Paramètre	Valeur
$n$	8.4	$E_a[\text{kJ/mol}]$	181.6	$a$	0.035
$A_0 [\text{s}^{-1} \text{MPa}^{-n}]$	5.62.10+17	$R$	8.314	$b$	0.9
$K_{IC} [\text{Pa.m}^{0.5}]$	1.4.10+6	$T[\text{K}]$	773	$\sigma_o [\text{MPa}]$	1660
$Y$	$\frac{2}{\sqrt{\pi}}$	$m$	500	$m_f$	6.8
$V_f [\%]$	17,5	$s[\mu\text{m}]$	5	$\phi_c [\%]$	4

Tab. 1. Valeurs des paramètres employés pour le modèle mécanique

## 4. Résultats et discussion

### 4.1. Calcul de la distribution spatiale de durée de vie: prévision et localisation de la rupture

Les gradients de contrainte (Fig. 6) et de température (Fig. 1) ont pour conséquence d'activer différents mécanismes (fissuration sous critique et cicatrisation) en fonction de la position sur l'éprouvette.

Une comparaison entre le temps de cicatrisation  $t_{cic}$  (eq. 16) et la durée de vie des fibres en fissuration sous crique  $t_{fibre}$  (eq. 3 et eq. 11) est présentée (Fig. 5). Cette comparaison montre que la position de la durée de vie minimale du composite se situe hors de la zone utile. La principale raison de ce phénomène est la cicatrisation matricielle qui s'opère au centre de l'éprouvette ( $T \geq 600^\circ\text{C}$ ,  $x \in [53 ; 147]$ ) par formation de verre borosilicate  $B_2O_3$ . Pour  $x \in [53 ; 147]$ , le temps de cicatrisation  $t_{cic}$  est inférieur à la durée de vie des fils, ce qui signifie que la cicatrisation des fissures est complète ( $\pi(x) \neq 0$ ). Le mécanisme de fissuration lente, qui pilote la durée de vie du composite, est très fortement ralenti du fait que l'oxygène ne puisse plus atteindre le fond de fissure au sein des fibres. Pour  $x \in [0 ; 53[ \cup ]147 ; 200]$ ,  $t_{cic}$  est inférieur à la durée de vie des fils ( $\pi(x) = 0$ ). La cicatrisation est incomplète et la durée de vie du composite est pilotée par la fissuration sous critique de fibre dans  $\Omega$ .

La durée de vie du composite en fonction de la position  $x$  sur l'éprouvette (eq. 17) est présentée (Fig.7). Le minimum de durée de vie (Fig. 7,  $x \in [50 ; 60]$  et  $x \in [130 ; 140]$ ) correspond avec les résultats expérimentaux (Tab. 2), ce qui confirme que la fissuration sous critique des fibres dicte la durée de vie du composite. L'approche multi échelle fibres – éprouvette composite est donc pertinente.

Contrainte $\sigma_c(x)$ [MPa]	$x$ [mm]	Durée de vie $t_r$ [h]
133	55	305
133	137	460
133	141	573
133	136	601
133	55	662

Tab. 2. Résultats expérimentaux obtenus après essais de fatigue statique sur composite

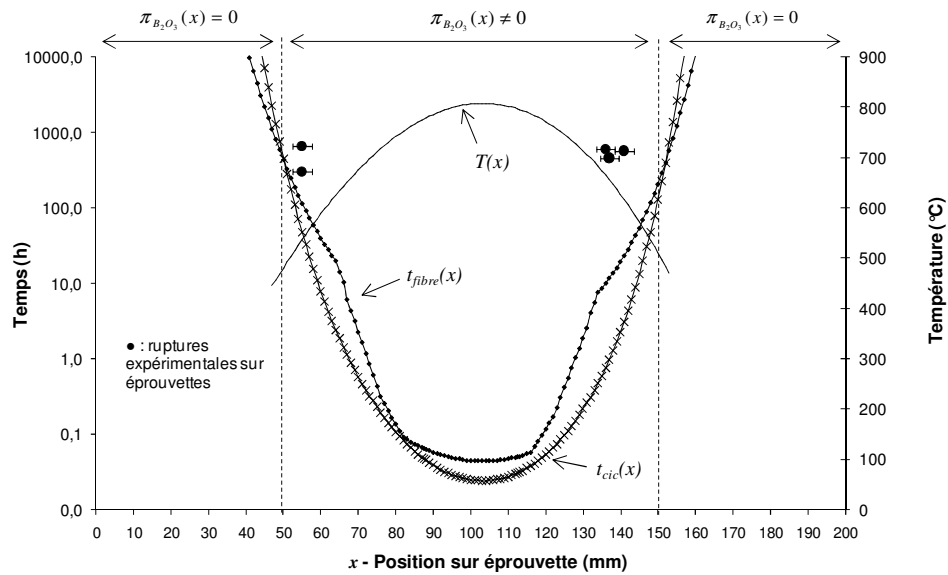
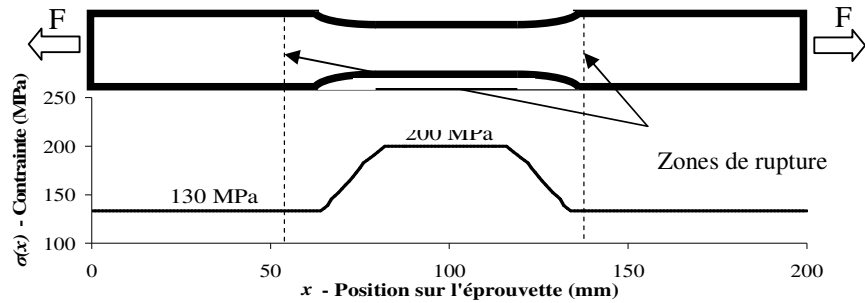
Fig. 5. Comparaison entre le temps de cicatrisation  $t_{cic}$  et la durée de vie des fibres

Fig. 6. Gradient de contrainte dans l'éprouvette en composite

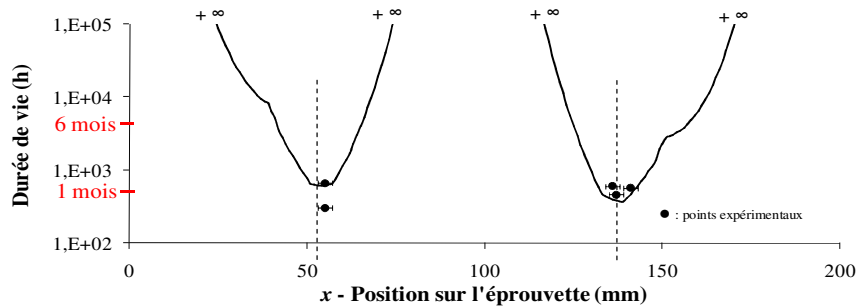


Fig. 7. Prédiction de la distribution de la durée de vie du composite SiC/SiC, en fatigue statique, par le modèle de durée de vie (eq. 17)

#### 4.2. Calcul d'une géométrie en composite

Une autre application du modèle est le calcul d'une géométrie en composite à partir d'une distribution spatiale fixée de durée vie et d'un profil de température (Fig. 8). En utilisant (eq. 10), (eq. 17) est réécrite sous la forme donnée par (eq. 18). L'épaisseur  $e$  de l'éprouvette est constante, sa géométrie est donc définie par la largeur  $l(x)$ . En toute position  $x$ ,  $l(x)$  est solution de (eq. 18).



## Données d'entrée du modèle

- Le profil de température le long de l'éprouvette  $T(x)$ , obtenu par interpolation entre les valeurs mesurées lors de l'étalonnage du four (Fig. 8).
- La force appliquée sur l'éprouvette  $P = 12800$  N.
- La distribution spatiale des durée de vie  $t(x)$  le long de l'éprouvette (Fig. 8).

$$U(x) \cdot \sigma_c(x)^n + \sigma_c(x)^{n-2} - V(x) = 0 \quad (\text{eq. 18})$$

Avec

$$U(x) = \frac{t(x) \cdot Y^2 \cdot A_1(x) \cdot (n-2)}{2 \cdot K_{IC}^{n-2}}$$

$$V(x) = \left( \sigma_o \cdot \left[ \ln\left(\frac{1}{1-\phi_c}\right) \right]^{\frac{1}{m_f}} \right)^{n-2}$$

$$\sigma_c(x) = \frac{P}{e \cdot l(x)}$$

$\sigma(x)$  contrainte dans l'éprouvette,  $P = 12800$  N force appliquée à l'éprouvette,  $e = 4$  mm épaisseur de l'éprouvette,  $l(x)$  largeur de l'éprouvette.

Le calcul montre que pour obtenir la durée de vie minimale au centre de la zone extensométrée soumis à une température de 800°C (Fig. 8), le format optimal est une éprouvette entaillée (Fig. 9). La variation de section est de 73% entre les talons ( $x = 0$  mm,  $x = 200$  mm) et le centre de la zone utile ( $x = 100$  mm). Cette variation est nettement plus importante que pour la géométrie de 1<sup>ère</sup> génération qui présente une variation de 50%.

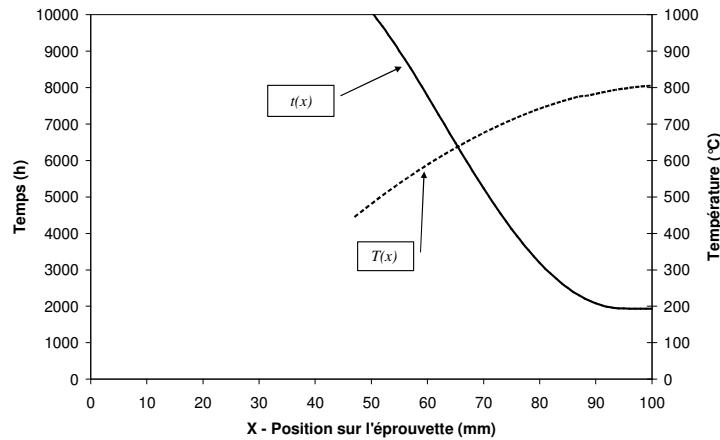


Fig. 8. Profil de température et distribution spatiale de durée de vie choisie le long de l'éprouvette

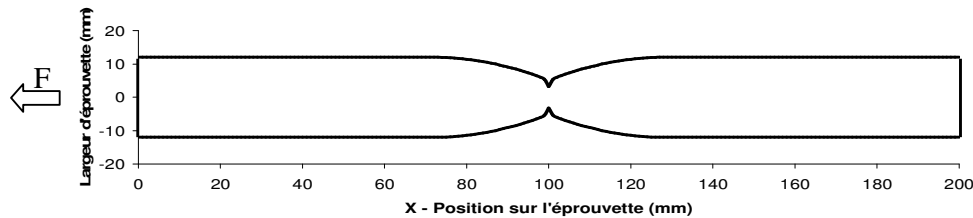


Fig. 9. Détermination, à partir du modèle, d'un format d'éprouvette permettant une rupture, en fatigue statique, au centre de l'éprouvette

## 5. Conclusion

Un modèle, construit sur une approche multi échelle, est proposé pour calculer :

- la distribution spatiale des durées de vie d'un composite soumis à un gradient de température et de contrainte.
- une géométrie d'échantillon en fonction de la distribution spatiale de durée de vie, de la température et du champ de contraintes.

Une approche probabiliste est employée pour décrire les principaux mécanismes d'endommagement microscopiques qui sont la fissuration sous critique et les ruptures de fibres par paquets. Les effets de structure sont dictés par la matrice et la formation de verre  $B_2O_3$  qui limitent l'accès de l'oxygène aux fibres et ralentit la fissuration sous critique. Ces effets d'échelles sont introduits par un paramètre retard qui dépend de la température et de la contrainte.

Les résultats issus du calcul concordent avec l'expérience ce qui confirme que le modèle décrit convenablement les phénomènes qui s'opèrent dans le composite au cours de la fatigue.

Le modèle démontre que la durée de vie du composite dépend du couple critique température – contrainte qui pilote les mécanismes d'endommagement activés par l'environnement.

Les intérêts de ce modèle sont multiples. D'une part, il justifie la rupture systématique d'éprouvettes de 1<sup>ère</sup> génération, en dehors de la zone la plus chaude (zone utile). D'autre part, il est utilisé comme un outil pour déterminer une 2<sup>nde</sup> génération d'éprouvettes dont la rupture se situe au milieu de la longueur de jauge. La nouvelle géométrie obtenue par le calcul est un format entaillé au milieu de la zone chaude, ce qui ramène la durée de vie minimale au centre de l'éprouvette.

Ce modèle prévoit la durée de vie d'un composite et détermine les zones critiques où la durée de vie est minimale. Il pourra permettre le dimensionnement de pièces soumises à de la fatigue statique en fonction de leur profil de durée de vie.

## Remerciements

Ces travaux ont fait partie du programme CPR "Modélisation, prévision et validation de la durée de vie des CMCs" qui inclut les laboratoires suivants : MATEIS Lyon, LMT Cachan, PROMES Perpignan, CEAT Toulouse.

Les auteurs remercient SNECMA PROPULSION SOLIDE et CNRS pour leur soutien technique et financier.

## Références

- [1] J. Lamon, « Relations structure – propriétés dans les composites à matrice céramique et renfort textile ». (2005) 621-636.
- [2] J. Lamon, « Mécanique de la rupture et de l'endommagement ». ISBN 978-2-7462-1707-2.
- [3] S. Pompidou, J. Lamon, « Définition d'un potentiel de déviation des fissures dans les CMC et les multicouches ». *Revue des composites et des matériaux avancés*.
- [4] A. Laforet, J. Lamon, « Static fatigue of multifilament tows at high temperatures above 900°C », paper 0316, *Proceedings 13th European Conference on Composite Materials (ECCM 13)*, Stockholm, Sweden, June 2-5, 2008.
- [5] W. Gauthier, J. Lamon, « Delayed failure of Hi-Nicalon and Hi-Nicalon S multifilament tows and single filaments at intermediate temperatures (500°C-800°C) », *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, in print.
- [6] V. Calard, J. Lamon, « Probabilistic approaches to the failure of ceramic matrix composites under 3-point and pseudo 4-point bending ».
- [7] F. Pailler, J. Lamon, « Micromechanics based model of fatigue/oxidation for ceramic matrix composites ».
- [8] S. Bertrand, « Amélioration de la durée de vie de composites SiC/SiC à interphase nano séquencée (PyC/SiC)<sub>n</sub> et (BN/SiC)<sub>n</sub> ». *Thèse de doctorat*, Université de Bordeaux, 1998.
- [9] J. Lamon, « A micromechanics based approach to the mechanical behaviour of brittle matrix composites », *Comp. Sci. Tech.*, 61, n°3, 2259-2272 (2001).
- [10] E. Garrite, « Etude de l'oxydation/corrosion des composites céramiques ». *Thèse de doctorat*, Université de Bordeaux, n°3484, 2007.
- [11] Ph. Forio, F. Lavaire, J. Lamon, « Delayed failure at intermediate temperatures (600°C-700°C) in air in silicon carbide multifilament tows », *J. Am. Ceram. Soc.*, 87, 888-893 (2004).